

РАЗМЕР КРИТИЧЕСКОГО СВОБОДНОГО ОБЪЕМА ДЛЯ НАЧАЛА СПОНТАННОГО γ – α МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ. II. РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРЫ M_f

Чащина В.Г., Федоровских Е.С., Кащенко М.П.

Руководитель – профессор, д.ф.-м.н. Кащенко М.П

Уральский государственный лесотехнический университет,
Екатеринбург, mikashhenko@yandex.ru

В сплавах на основе железа [1] при охлаждении наблюдается γ – α мартенситное превращение (МП) в интервале температур $M_s - M_f$. Верхняя граница M_s – температура начала МП в условиях отсутствия мартенситных кристаллов, а нижняя граница M_f – в условиях, когда объем исходной фазы существенно уменьшился за счет образования мартенсита. Кроме того, уже в [2] установлено существование критического размера зерна $D=D_c$ исходной фазы, ниже которого протекание γ – α МП с типичным набором морфологических признаков оказывается невозможным (при охлаждении вплоть до абсолютного нуля). Имеют место зависимости M_s и D_c от концентрации C второго компонента сплава.

В динамической теории γ – α МП [3, 4] температура M_s рассматривается как оптимальная для генерации неравновесными электронами волн смещений атомов, управляющих ростом мартенситного кристалла. В [5,6] установлено соотношение масштабов при гетерогенном зарождении

$$d \sim 10^{-2} L_{св}, \quad (1)$$

где d – поперечный размер начального возбужденного состояния, задающий толщину пластинчатого кристалла, а $L_{св}$ – размер объема, свободного от дефектов, способных помешать зарождению в упругом поле отдельной дислокации. Для γ – α МП в сплавах железа минимальный размер $(L_{св})_{\min}$ совместимый с картиной управляемого волнами роста кристалла мартенсита, а значит, и минимальный размер D_c удовлетворяют неравенству

$$(L_{св})_{\min} \sim (D_c)_{\min} > 10^3 a \approx 0.36 \text{ мкм}, \quad (2)$$

где $a \approx 3.6 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ – параметр решетки аустенита.

Величина $(D_c)_{\min} \sim 1 \text{ мкм}$ соответствует наблюдаемым D_c в сплавах железа при концентрациях C второго компонента вне окрестности вблизи выделенной концентрации C^* , для которой $D_c(C^*) \rightarrow \infty$, $M_s(C^*) \rightarrow 0$ (см. [6]). Полагая $C < C^*$, существование температуры M_f можно рассматривать как следствие уменьшения характерных размеров $L_{св}$ областей аустенита, обрамленных участками границ зерен и мартенситных кристаллов, при достижении условия

$$L_{св} \leq (L_{св})_{\min}. \quad (3)$$

Это означает, что температура M_f может быть найдена при подстановке в формулу для $M_s(L_{cb})$ вместо L_{cb} величины $(L_{cb})_{min}$. Достаточной для иллюстрации является простейшая из формул в [6] для $M_s(D)$, которая после замен $D \rightarrow L_{cb}$, $D_c \rightarrow (L_{cb})_{min}$ принимает вид

$$M_s(L_{cb}) = M_{s\infty} \sqrt{1 - (L_{cb})_{min} (L_{cb})^{-1}}, \quad M_{s\infty} = M_s(\infty). \quad (4)$$

Заметим, что $M_{s\infty}$ зависит от концентрации C . Здесь мы обсудим предельный случай быстрой автокаталитической реакции («взрывной» кинетики), типичной, например, для сплавов Fe-30Ni. При такой кинетике наблюдается статистическое подобие между последовательно возникающими поколениями (ансамблями) кристаллов. Для оценки масштаба $L_{cb j}$ в j -поколении ($1 \leq j \leq n$) удобно использовать симметричную модель самоподобных ансамблей с ортогональным сочленением кристаллов. Число n физически реализуемых поколений конечно и задается целой частью величины n_{max} в соотношении (5):

$$n \leq [\ln (L_{cb0} / L_{min})] / [\ln (2 / (1 - \chi))] \equiv n_{max}, \quad (5)$$

где $10^{-2} \leq \chi < 1$. Параметр χ задает связь эффективной толщиной d_{efj} кристалла в j -поколении с размером $L_{cb(j-1)}$ предыдущего $(j-1)$ -поколения:

$$d_{efj} = \chi L_{cb(j-1)}, \quad L_{cbj} = \left[\frac{1-\chi}{2} \right]^j L_{cb0}. \quad (6)$$

Значения $\chi \sim 10^{-2}$ относятся к тонкопластинчатым кристаллам, а $\chi \sim 10^{-1}$ - к линзовидным, содержащим, наряду с тонкопластинчатым двойникованным мидрибом, обрамляющую область, существенно превышающую объем мидриба. Находя n с помощью (3), (5), (6), а величину L_{cbn} из (6), с помощью (4) получаем $M_f = M_s(L_{cbn})$. В табл.1 приведены расчеты n и $M_f/M_{s\infty}$. Для отражения возможности приближения к концентрации C^* наряду с $L_{min} \approx 0.36$ мкм рассмотрены L_{min} , превышающие на один и два порядка 0.36 мкм при одном и том же стартовом размере $L_{cb0}=10^2$ мкм.

Результаты расчета n и $M_f/M_{s\infty}$ для трех значений $(L_{cb})_{\min}$

$(L_{cb})_{\min}$ МКМ	$\chi = 0.01$		$\chi = 0.02$		$\chi = 0.1$		$\chi = 0.2$		$\chi = 0.3$	
	n	$\frac{M_f}{M_{s\infty}}$	n	$\frac{M_f}{M_{s\infty}}$	n	$\frac{M_f}{M_{s\infty}}$	n	$\frac{M_f}{M_{s\infty}}$	n	$\frac{M_f}{M_{s\infty}}$
0.36	8	0.0353	7	0.685	7	0.1915	6	0.348	5	0.5608
3.6	4	0.6327	4	0.6128	4	0.3499	3	0.6614	3	0.4004
34	1	0.5596	1	0.5533	1	0.4944	1	0.3873	1	0.1690

Список литературы

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 240 с.
2. Scheil E. Über die Umwandlung des Austenit in geharten Stahle. – Z. anorg. Chem., 1929, 180, S. 1-6.
3. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при γ – α превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург: УИФ “Наука”, 1993. 224 с.
4. Kashchenko M.P. The wave model of martensite growth for the FCC-BCC transformation of iron-based alloys // arXiv: cond-mat/0601569 v3 4 Feb 2006.
5. Кащенко М.П., Чашина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в сплавах железа. - Екатеринбург: Урал. гос. лесотехн. ун-т, 2009. 98с.
6. Кащенко М.П., Чашина В.Г. Зависимость температуры начала мартенситного превращения от размера зерна/ XLVII Международная конференции “Актуальные проблемы прочности”, 1-5 июля 2008 года, Нижний Новгород: материалы конференции. Часть 1.- Н.Новгород, 2008. С. 237-239.